



①⑨ BUNDESREPUBLIK
DEUTSCHLAND



DEUTSCHES
PATENT- UND
MARKENAMT

⑫ Übersetzung der
europäischen Patentschrift

⑨⑦ EP 0 850 324 B 1

⑩ DE 696 16 810 T 2

⑤① Int. Cl. 7: **C 23 C 30/00**
C 23 C 16/30
C 23 C 16/40
B 23 B 27/14

DE 696 16 810 T 2

②① Deutsches Aktenzeichen:	696 16 810.3
⑥⑤ PCT-Aktenzeichen:	PCT/SE96/01076
⑨⑥ Europäisches Aktenzeichen:	96 929 637.5
⑧⑦ PCT-Veröffentlichungs-Nr.:	WO 97/09463
⑥⑤ PCT-Anmeldetag:	30. 8. 1996
⑧⑦ Veröffentlichungstag der PCT-Anmeldung:	13. 3. 1997
⑨⑦ Erstveröffentlichung durch das EPA:	1. 7. 1998
⑨⑦ Veröffentlichungstag der Patenterteilung beim EPA:	7. 11. 2001
④⑦ Veröffentlichungstag im Patentblatt:	4. 4. 2002

③⑩ Unionspriorität:
9503056 01. 09. 1995 SE

⑦③ Patentinhaber:
Sandvik AB, Sandviken, SE

⑦④ Vertreter:
Dr. Weber, Dipl.-Phys. Seiffert, Dr. Lieke, 65189
Wiesbaden

⑧④ Benannte Vertragsstaaten:
AT, CH, DE, FR, GB, IT, LI, SE

⑦② Erfinder:
LJUNGBERG, Björn, S-122 44 Enskede, SE;
AKESSON, Leif, S-125 51 Älvsjö, SE

⑤④ BESCHICHTETER DREHEINSATZ

Anmerkung: Innerhalb von neun Monaten nach der Bekanntmachung des Hinweises auf die Erteilung des europäischen Patents kann jedermann beim Europäischen Patentamt gegen das erteilte europäische Patent Einspruch einlegen. Der Einspruch ist schriftlich einzureichen und zu begründen. Er gilt erst als eingelegt, wenn die Einspruchsgebühr entrichtet worden ist (Art. 99 (1) Europäisches Patentübereinkommen).

Die Übersetzung ist gemäß Artikel II § 3 Abs. 1 IntPatÜG 1991 vom Patentinhaber eingereicht worden. Sie wurde vom Deutschen Patent- und Markenamt inhaltlich nicht geprüft.

DE 696 16 810 T 2

19.07.01

96 929 637.5 - 0 850 324

Sandvik Aktiebolag

Beschichteter Dreheinsatz

Die vorliegende Erfindung betrifft ein beschichtetes Schneidwerkzeug (Hartmetalleinsatz), das für schwierige Schneidbedingungen, wie für das Drehen in Eisen und kalten geschmiedeten Teilen aus niedriglegiertem Stahl, wie von Zahnkränzen und -achsen, die in der Automobilindustrie verwendet werden, und das Drehen in Teilen aus nichtrostendem Stahl, wie Stäben, Rohren und Flanschen, besonders brauchbar ist

Nichtrostende und geringlegierte Stähle sind Werkstoffe, die im allgemeinen mit beschichteten oder unbeschichteten Hartmetallwerkzeugen schwierig zu bearbeiten sind. Schmieren von Werkstückmaterial auf die Schneidkante und Abplatzen der Beschichtung treten oftmals auf. Die Schneidbedingungen sind besonders schwierig während des Drehens von geschmiedeten, niedriglegierten Teilen unter feuchten Bedingungen (unter Verwendung von Kühlmittel). Die heiße geschmiedete Haut (0,05 bis 0,2 mm) wird allgemein entkohlt und ist somit weicher als das Material der Masse infolge einer hauptsächlich ferritischen Struktur. Die kalte geschmiedete Haut (weniger als 0,05 mm) wird kalt bearbeitet und ist somit infolge einer Verformungshärtungswirkung härter. Außerdem ist die Ferrit/Perlit-Massenstruktur eines solchen Materials oftmals "ferritgestreift", d. h. der Ferrit und der Perlit bilden parallele Streifen. Dieses Gemisch von harten und weichen Werkstoffen macht die Schneidbedingungen sehr schwierig.

Wenn man nichtrostende und niedriglegierte Stähle durch beschichtete Hartmetallwerkzeuge dreht, wird außerdem die Schneidkante durch chemischen Verschleiß, Abriebverschleiß und sogenannten Adhäsionsverschleiß verschlissen. Der Adhäsionsverschleiß ist oftmals der die Standzeit des Werkzeuges begrenzende Verschleiß. Adhäsionsverschleiß trifft auf, wenn Bruchstücke oder einzelne Körner der Schichten und später auch Teile des Hartmetalls nach und nach von der Schneidkante weggezogen werden, wenn Werkstückspäne gebildet werden. Wenn Naßdrehen angewendet wird, kann außerdem der Verschleiß auch durch einen zusätzlichen Verschleißmechanismus beschleunigt werden. Kühlmittel und Werkstückmaterial können in die Kühlrisse der Beschichtungen eindringen. Diese Durchdringung führt oftmals zu einer chemischen Reaktion zwischen Werkstückmaterial und Kühlmittel mit dem Hartmetall. Die Co-Bindephase kann in einer Zone nahe dem Riß und entlang der Grenzfläche zwischen der Beschichtung und dem Hartmetall oxidieren. Nach einiger Zeit gehen Beschichtungsbruchstücke Stück für Stück verloren.

Die schwedische Patentanmeldung Nr. 9 501 286-0 beschreibt einen beschichteten Schneideinsatz, der besonders brauchbar für trockenes Fräsen von Graugußeisen ist. Der Einsatz ist durch einen geraden WC-Co-Hartmetallkörper und eine Beschichtung, die eine TiC_xN_y - O_2 -Schicht mit säulenartigen Körnern und eine Deckschicht von feinkörnigem $\alpha-Al_2O_3$ einschließt, gekennzeichnet.

Die schwedische Patentanmeldung Nr. 9 502 640-7 beschreibt einen beschichteten Dreheinsatz, der besonders brauchbar für intermittierendes Drehen in niedriglegiertem Stahl ist. Der Einsatz ist durch einen WC-Co-Hartmetallkörper mit einer stark W-legierten Co-Bindephase und eine Beschichtung gekennzeichnet, welche eine $TiC_xN_yO_z$ -Schicht mit säulenartigen Körnern und eine Deckschicht eines feinkörnigen, texturierten $\alpha-Al_2O_3$ einschließt.

Die EP-A-685 572 beschreibt ein beschichtetes Hartlegierungsblatteil, welches ein Substrat, das von einer harten Legierung eines Hartmetalls auf WC-Basis oder einem Cermet auf der Basis von TiCN gebildet wird, und einen auf dem Substrat abgeschiedenen harten Überzug einschließt. Der harte Überzug schließt eine innere TiCN-Schicht mit unilateral gewachsenen Kristallen einer länglichen Form und eine äußere Al_2O_3 -Schicht mit einer Kristallform κ oder $\kappa + \alpha$, worin $\kappa > \alpha$ ist, ein.

Die EP-A-709 484 beschreibt ein oberflächenbeschichtetes Hartmetallblatteil auf Wolframcarbidbasis, das ein Hartmetallsubstrat auf Wolframcarbidbasis und eine harte Beschichtung einer mittleren Schichtdicke von 3 bis 30 μm , die darauf gebildet ist, einschließt. Die harte Beschichtung enthält eine erste Schicht, die auf dem Substrat abgeschieden wurde, eine zweite Schicht, die auf der ersten Schicht abgeschieden wurde, und eine dritte Schicht, die auf der zweiten Schicht abgeschieden wurde. Die erste Schicht hat eine körnige Kristallstruktur, während die zweite Schicht eine längliche Kristallstruktur hat. Unter den Bestandteilen, die das Substrat bilden, sind wenigstens einer, Wolfram und Kobalt, in die Korngrenzen der ersten und zweiten Schicht diffundiert.

Die EP-A-408 535 beschreibt, daß verbesserte Eigenschaften von Aluminiumoxidverschleißschichten auf Hartmetallen und verwandten Substraten erhalten werden können, indem man die beiden Aluminiumoxidpolymorphen ($\alpha-Al_2O_3$ und $\kappa-Al_2O_3$) mehrschichtig vereinigt. Die Keimbildung von $\alpha-Al_2O_3$ und $\kappa-Al_2O_3$ kann mit Hilfe von Modifizierschichten gesteuert werden. Nach dieser Erfindung ist es somit möglich, eine Mehrfachbeschichtungsoxidschicht mit CVD abzuscheiden, die aus klar definierten Schichten von $\alpha-Al_2O_3$ und $\kappa-Al_2O_3$ besteht.

Die EP-A-594 875 betrifft Schneidwerkzeuge auf der Basis von Wolframcarbid, die auf einem gesinterten Hartmetallsubstratmaterial gebildet sind. Vielfache harte Beschichtungen sind auf den mit Kobalt angereicherten Oberflächenschichten des Substratmaterials abgeschieden, und ein Maximalwert der Co-Konzentration in einer Schicht tritt in einem Abstand von 50 μm der Außenoberflächen des Substratmaterials auf, und dieser Oberflächenschichtbereich wird als die verarmte Zone bezeichnet, da der Oberflächenbereich im wesentlichen frei von Carbiden, Carbonitriden und Nitriden von Ti, Ta und Nb mit einem Gehalt von W ist. Die mehrschichtige Beschichtung besteht aus einer TiCN-Primärbeschichtung, einer Sekundärbeschichtung aus Al_2O_3 sowie der Oberflächenbeschichtung, die aus wenigstens einem von TiCN und TiN besteht. Die Grenzfläche zwischen dem Substratmaterial und der primären Beschichtung ist mit einer ersten Zwischenabscheidung versehen, die aus TiN besteht. Die Grenzfläche zwi-

19.07.01

schen der Primärbeschichtung und der Sekundärbeschichtung wird mit einem zweiten Zwischenüberzug versehen, der aus wenigstens einem von TiC , $TiCO$ und $TiCON$ besteht.

Die EP-A-686 707 betrifft ein Schneidwerkzeug, dessen Oberfläche mit einer harten Verbundschicht überzogen ist, die mit Hilfe chemischer Abscheidung aus der Dampfphase gebildet ist und ausgezeichnete Verschleiß- und Abplatzbeständigkeit hat. Ein Schneidwerkzeug besteht im wesentlichen aus einem Substrat, dessen Oberfläche mit einer harten Verbundschicht überzogen ist, die im wesentlichen aus einer Innenschicht, die eine oder mehrere Schichten von Titancarbid, Titannitrid, Titancarbonitrid, Titancarboxid und Titanoxycarbonitrid einschließt, und einer Außenschicht, die wenigstens eine Aluminiumoxidschicht einschließt, besteht.

Die JP-A-6-108 254 betrifft ein Schneidwerkzeug, das ausgezeichnete Schneidleistung zeigt. Eine Titannitridinnenschicht mit 5 bis 50 nm Dicke und deren Kristallkörner eine körnige Struktur haben, wird auf der Oberfläche eines gesinteren harten Legierungssubstrates auf WC-Basis gebildet. Auf der Titannitridinnenschicht wird eine Titancarbonitridaußenschicht mit 1 bis 8 μm Dicke gebildet, deren kristalline Körner eine säulenartige Struktur haben. Auf der Oberfläche des Schneidwerkzeugs, das die mit gesinterter harter Legierung auf WC-Basis auf der Oberfläche beschichtet besteht, finden sich weiterhin eine einzelne Schicht oder mehrere Schichten einer oder zweier Arten von Aluminiumoxid, Titancarbonat und Titancarbonitridoxid mit einer Dicke von 0,1 bis 2 μm .

Es wurde überraschenderweise gefunden, daß durch Austausch der texturierten $\alpha-Al_2O_3$ -Schicht der obenerwähnten Patentanmeldungen durch eine $\kappa-Al_2O_3$ -Schicht ein Schneidwerkzeug mit ausgezeichneten Eigenschaften zum Drehen von nichtrostenden und geschmiedeten Teilen in niedriglegiertem Stahl erhalten werden kann.

Fig. 1 ist eine mikroskopische Photographie in 5000facher Vergrößerung eines beschichteten Einsatzes nach der vorliegenden Erfindung, worin

- A - Hartmetallkörper
- B - $TiC_xN_yO_z$ -Schicht mit gleichachsigen Körnern
- C - $TiC_xN_yO_z$ -Schicht mit säulenartigen Körnern
- D - $\kappa-Al_2O_3$ -Schicht mit säulenartigen ähnlichen Körnern
- E - TiN -Schicht (gegebenenfalls).

Gemäß der vorliegenden Erfindung bekommt man einen Drehwerkzeugeinsatz mit einem Hartmetallkörper einer Zusammensetzung von 6,5 bis 8 Gew.% Co, 4 bis 7,5 Gew.% kubi-schen Carbiden der Metalle aus den Gruppen IVb, Vb oder VIb des Periodensystems der Elemente, vorzugsweise Ti, Ta und/oder Nb, und Rest WC. Die Korngröße des WC liegt bei etwa 2 μm . Die Kobaltbindephase ist stark mit W legiert. Der Gehalt an W in der Bindephase kann als $CW\text{-Verhältnis} = M_s / (\text{Gew.\% Co} \cdot 0,0161)$, worin M_s die gemessene Sättigungsmagnetisierung

des Hartmetallkörpers in kA/m und Gew.% Co der Gewichtsprozentsatz von Co in dem Hartmetall ist, ausgedrückt werden. Das CW-Verhältnis ist eine Funktion des W-Gehaltes in der Co-Bindephase. Ein niedriges CW-Verhältnis entspricht einem hohen W-Gehalt in der Bindephase.

Es wurde nun gemäß der Erfindung gefunden, daß verbesserte Schneidleistung erreicht wird, wenn der Hartmetallkörper ein CW-Verhältnis von 0,80 bis 0,90 hat. Der Hartmetallkörper kann kleine Mengen, <1 Vol.%, η -Phase (M_6C) ohne nachteilige Wirkung enthalten. Eine etwa 15 bis 35 μm dicke Oberflächenschicht, die an kubischen Carbiden verarmt und oftmals in der Bindephase angereicht (allgemein mehr als 25 % Anreicherung) ist, kann gemäß dem Stand der Technik, wie in der US-Patentschrift Nr. 4 610 931 beschrieben ist, vorliegen. In diesem Fall kann das Hartmetall Carbonitrid oder sogar Nitrid enthalten.

Die Beschichtung umfaßt vorzugsweise

- eine erste (innerste) Schicht von $\text{TiC}_x\text{N}_y\text{O}_z$ mit $x + y + z = 1$ und $z < 0,5$, mit einer Dicke von 0,1 bis 2 μm und gleichachsigen Körnern einer Größe $<0,5 \mu\text{m}$,
- eine Schicht von TiC_xN_y , wobei $x + y = 1$ und $x > 0,3$ und $y > 0,3$ sind, mit einer Dicke von 5 bis 8 μm mit säulenartigen Körnern und einem mittleren Durchmesser von $<5 \mu\text{m}$,
- eine Schicht eines glatten, feinkörnigen (Korngröße 0,5 bis 2 μm) Al_2O_3 , das im wesentlichen aus der κ -Phase besteht.

Die Schicht kann jedoch kleine Mengen, 1 bis 3 Vol.%, der θ - oder α -Phase enthalten, wie durch XRD-Messung bestimmt wird. Die Al_2O_3 -Schicht hat eine Dicke von 1 bis 3 μm , eine Oberflächenrauheit $R_{\text{max}} \leq 0,4 \mu\text{m}$ über eine Länge von 10 μm . Auf diese Al_2O_3 -Schicht können weitere Schichten folgen, wie eine dünne (etwa 0,1 bis 1 μm) Dekorationsschicht, z. B. von TiN_x , das zusammen mit der Schneidkante entfernt wird.

Beispiel 1

A. Hartmetalldrehwerkzeugeinsätze der Gattung CNMG 120 408-PM mit der Zusammensetzung 7,5 Gew.% Co, 1,8 Gew.% TiC, 0,5 Gew.% TiN, 3,0 Gew.% TaC, 0,4 Gew.% NbC und Rest WC mit einer Bindephase, die stark mit W entsprechend einem CW-Verhältnis von 0,88 legiert ist, wurden mit einer 0,5 μm dicken gleichachsigen TiCN-Schicht überzogen (mit einem hohen Stickstoffgehalt entsprechend einem geschätzten C/N-Verhältnis von 0,05), gefolgt von einer 7 μm dicken TiCN-Schicht mit säulenartigen Körnern unter Verwendung der MTCVD-Technik (Temperatur 885 bis 850 $^\circ\text{C}$ und CH_3CN als die Kohlenstoff/Stickstoff-Quelle). In aufeinanderfolgenden Stufen während des gleichen Beschichtungszyklus wurde eine 1,5 μm dicke Schicht von Al_2O_3 bei einer Temperatur von 970 $^\circ\text{C}$ und einer Konzentration von H_2S -Dotiermittel von 0,4 %, wie in der EP-A-523 021 beschrieben, abgeschieden. Eine dünne (0,5 μm) Dekorationsschicht von TiN wurde darüber nach der bekannten CVD-Technik abgeschieden. XRD-Messung zeigte, daß die Al_2O_3 -Schicht aus 100 % κ -Phase bestand. Der Hartmetallkörper hatte eine Oberflächenschicht von etwa 25 μm Dicke, verarmt an kubischen Carbiden und mit

einer etwa 30 %igen Anreicherung an Bindephase. Die beschichteten Einsätze wurden mit einer Nylonstrohbürste mit einem Gehalt an SiC-Körnern gebürstet. Prüfung der gebürsteten Einsätze in einem Lichtmikroskop zeigte, daß die dünne TiN-Schicht nur entlang der Schneidkante weggebürstet war, was eine glatte Al_2O_3 -Schichtoberfläche, $R_a = 0,3 \mu\text{m}$, zurückließ. Beschichtungsdickenmessungen an quergeschnittenen gebürsteten Proben zeigten keine Verminderung der Beschichtung entlang der Kantenlinie ausgenommen bei der äußeren TiN-Schicht, die entfernt war.

B. Eine starke Konkurrenzqualität von Hartmetall vom Typ CNMG 120 408 von einem anderen führenden Carbidgezeuger wurde zu Vergleichszwecken in einem Drehtest gewählt. Das Carbide hatte eine Zusammensetzung von 9,8 Gew.% Co, 0,2 Gew.% TiC, 2,0 Gew.% TaC, Rest WC und ein CW-Verhältnis von 0,86. Der Einsatz hatte eine Beschichtung, die aus einer 5 μm dicken TiCN-Schicht bestand, gefolgt von einer 1,5 μm dicken Al_2O_3 -Schicht und einer 0,5 μm dicken TiN-Schicht. Lichtmikroskopprüfung zeigte, daß der Einsatz entlang der Kantenlinie nach der Beschichtungsstufe nicht geglättet wurde.

Ein Einsatz aus A wurde gegenüber einem Einsatz aus B in einem Drehtest in einem heißen geschmiedeten Zahnkranz (Durchmesser 206 mm in Material TSCM 815 H) verglichen. Jeder Drehzyklus, der auf jedem Teil gebildet wurde, bestand aus einem Stirnschnitt, einem Längsschnitt und einem Abfasungsschnitt. Der Vorschub war 0,35 mm/U und die Schneidgeschwindigkeit um 230 m/min.

Zunächst wurden 150 Teile maschinell mit beiden Einsätzen A und B verarbeitet, und der erhaltene Flankenverschleiß wurde gemessen und verglichen. Da sich der Verschleiß am Einsatz A viel geringer entwickelte, ließ man diesen weitere Teile, insgesamt 354, schneiden. Der erhaltene Flankenverschleiß ist in der nachfolgenden Tabelle gezeigt.

	Anzahl der Teile	Gemessener Flankenverschleiß, mm
Einsatz A (gemäß der Erfindung)	150	0,07
"	354	0,08
Einsatz B (Fremdproduktqualität)	150	0,10

Mikroskopische Prüfung der getesteten Einsätze zeigte winziges Abplatzen auf dem Einsatz B, während beim Einsatz A kein sichtbares Abplatzen auftrat, nicht einmal nach 354 maschinell bearbeiteten Teilen.

Aus dem erhaltenen Flankenverschleiß ist ersichtlich, daß der Einsatz A nach der Erfindung besser ist und längere Werkzeugstandzeit besitzt.

Beispiel 2

D. Eine starke Konkurrenz Hartmetallqualität vom Typ CNMG 120 408 von einem anderen fremden führenden Carbidgehersteller wurde zu Vergleichszwecken in einem Drehtest ausgewählt. Die chemische Zusammensetzung des Hartmetalls war: 7,6 Gew.% Co, 2,4 Gew.% TiC, 0,5 Gew.% TiN, 2,4 Gew.% TaC, 0,3 Gew.% NbC und Reste WC. Das Hartmetall hatte eine Oberflächenzone, etwa 20 µm dick, die an kubischen Carbiden verarmt war. Die Zusammensetzung des Hartmetalles war ähnlich jener nach der Erfindung, doch hatte sie ein CW-Verhältnis von 0,93 und einen unterschiedlichen Überzug, der aus einer 5 µm dicken TiCN-Schicht, gefolgt von einer 3,5 µm dicken TiC-Schicht, einer 1,5 µm dicken Al₂O₃-Schicht und einer 0,5 µm dicken TiN-Schicht bestand. Lichtmikroskopprüfung zeigte, daß der Einsatz entlang der Kantenlinie nach der Beschichtungsstufe nicht geglättet worden war.

Einsätze aus A und D wurden in einem Stirndrehtest in einem heißen geschmiedeten Zahnkranz (Außendurchmesser 180 mm und Innendurchmesser 98 mm in einem Material SCr 420 H) mit einem Vorschub = 0,25 bis 0,35 mm/U und einer Schneidgeschwindigkeit = 220 m/min verglichen. Die Einsätze liefen mit einem vorbestimmten Flankenverschleißwert von 0,08 mm, und die Anzahl der produzierten Teile war das Bewertungskriterium.

	Anzahl der Teile	Gemessener Flankenverschleiß, mm
Einsatz A, Kante 1 (nach der Erfindung)	203	0,08
" Kante 2	226	0,08
Einsatz D (Fremdqualität)	182	0,08

Beispiel 3

C. Hartmetalldrehwerkzeugeinsätze vom Typ WNMG 080 408-PM mit der gleichen Zusammensetzung und dem gleichen CW-Verhältnis von 0,88 wie Einsatz A wurden gemäß A beschichtet. XRD-Messung zeigte, daß die Al₂O₃-Schicht aus 100 % α -Phase bestand. Die Einsätze wurden gemäß A gebürstet.

19.07.01

E. Ein Einsatz vom Typ WNMG 080 408 von demselben Hartmetallerzeuger wie in D und mit dem gleichen CW-Verhältnis wurde als Carbidzusammensetzung und Überzug wie in D zum Vergleich in einem Drehtest ausgewählt. Lichtmikroskopprüfung zeigte, daß der Einsatz entlang der Kantenlinie nach der Beschichtungsstufe nicht geglättet wurde.

5

Einsätze von C und E wurden in einem Stirndrehtest mit einer geschmiedeten Achse (Länge 487 mm und Durchmesser 27 bis 65 mm, Material 5 OCV 4) mit einem Vorschub = 0,28 bis 0,30 mm/U und einer Schneidgeschwindigkeit = 160 m/min verglichen. Drei Achsen wurden je Schneidkante behandelt, und der Verschleiß der Schneidkanten wurde in einem Lichtmikroskop geprüft.

10

Einsatz C	Flankenverschleiß weniger als 0,07 mm
(nach der Erfindung)	kein Abplatzen
Einsatz E	Flankenverschleiß weniger als 0,07 mm
(Fremdqualität)	Abplatzen und Spanbildung entlang der Kante

15 **Beispiel 4**

F. Hartmetalldrehwerkzeugeinsätze vom Typ CNMG 120 408-PM aus dem gleichen Ansatz wie in A wurden gemäß der schwedischen Patentanmeldung Nr. 9 502 640-7 entsprechend EP-A-0 753 603 mit 0,5 gleichachsigem TiCN, gefolgt von einer 7 µm dicken TiCN-Schicht mit säulenartigen Körnern, 1 µm gleichartigem TiCN und einer 4 µm dicken Schicht von 0,12-texturiertem α -Al₂O₃ beschichtet. Die Einsätze wurden naß unter Verwendung eines Wasser/Al₂O₃-Schlammes sandgestrahlt, um die Beschichtungsflächen zu glätten.

20

G. Hartmetalldrehwerkzeugeinsätze vom Typ CNMG 120 408-PM mit der Zusammensetzung 6,5 Gew.% Co und 8,8 Gew.% kubischer Carbide (3,3 Gew.% TiC, 3, Gew.% TaC und 2,1 Gew.% NbC mit Rest WC) wurden mit dem Verfahren beschichtet, das in A angegeben ist. Der Hartmetallkörper hatte ein CW-Verhältnis = 1,0 und eine Oberflächenzone von etwa 23 µm Dicke, die an kubischer Phase verarmt und an Bindephase angereichert war. XRD-Messung zeigte, daß die Al₂O₃-Schicht nur aus der κ -Phase bestand.

25

30 Einsätze von A, F, G und B wurden in einem Drehtest in einem kalten geschmiedeten Zahnkranz vom Material SCr 420 H verglichen.

Der Zahnkranz hatte einen Außendurchmesser von 190 mm und einen Innendurchmesser von 98 mm. Jeder Drehzyklus, der mit jedem Teil durchgeführt wurde, bestand aus drei Stirnschnitten und einem Längsschnitt. Vorschub = 0,25 bis 0,40 mm/U und Schneidgeschwindigkeit um 200 m/min. 170 Teile wurden maschinell bearbeitet, und der Verschleiß der Schneidkanten wurde geprüft.

35

19.07.01

	Einsatz A	
	(gemäß der Erfindung)	kein sichtbares Abplatzen der Beschichtung, Flankenverschleiß geringer als 0,07 mm
	Einsatz F	
5	(CW-Verhältnis = 0,88)	etwas Entfernung der Beschichtung entlang der Schneidkante, Flankenverschleiß geringer als 0,08 mm
	Einsatz G	
	(CW-Verhältnis = 1,0)	wesentliches Abplatzen entlang der Schneidkante und Flankenverschleiß stärker als 0,10 mm
10	Einsatz B	
	(Fremdprodukt)	etwas Entfernung von Beschichtung entlang der Schneidkante, Flankenverschleiß geringer als 0,08 mm

15 Obwohl der Einsatz F, der nach der EP-A-0 753 603 hergestellt worden war, allgemein beim Drehen niedriglegierter Stähle überlegene Leistung zeigt, kann er nicht immer mit dem Einsatz A konkurrieren, der nach der vorliegenden Erfindung erzeugt wurde, wenn man einige heiße und kalte geschmiedete niedriglegierte Stahlteile dreht.

19.07.01

96 929 637.5 - 0 850 324

Sandvik Aktiebolag

Patentanspruch

1. Schneidwerkzeugeinsatz zum Drehen in niedriglegiertem Stahl mit einem Hartmetallkörper und einem Überzug, wobei der Hartmetallkörper aus WC, 4 bis 7,5 Gew.% kubischen Carbiden von Ti, Ta und/oder Nb und 6,5 bis 8 Gew.% Co mit einer stark W-legierten Bindephase mit einem CW-Verhältnis von 0,80 bis 0,90 und einer Oberflächenzone von 15 bis 35 μm Dicke, die an kubischen Carbiden verarmt ist, besteht und daß der Überzug aus
- einer ersten (innersten) Schicht von TiC_xN_y mit $x + y + z = 1$ und $z < 0,5$ mit einer Dicke von 0,1 bis 2 μm und mit gleichachsigen Körnern mit Größen von $< 0,5 \mu\text{m}$,
 - einer TiC_xN_y -Schicht mit $x + y = 1$ und $x > 0,3$ und $y > 0,3$ mit einer Dicke von 5 bis 8 μm mit säulenartigen Körnern mit einem Durchmesser von $< 5 \mu\text{m}$,
 - einer äußeren Schicht aus einer glatten feinkörnigen $\text{kappa-Al}_2\text{O}_3$ -Schicht mit einem $R_{\text{max}} \leq 0,4 \mu\text{m}$ über eine Länge von 10 μm und einer Korngröße von 0,5 bis 0,5 bis 2 μm mit einer Dicke von 1 bis 3 μm
 - und einer äußersten TiN-Schicht von 0,1 bis 1 μm , die zusammen mit der Schneidkante entfernt wird.

19.07.01

96 929 637.5 - 0 850 324
Sandvik Aktiebolag

1/1

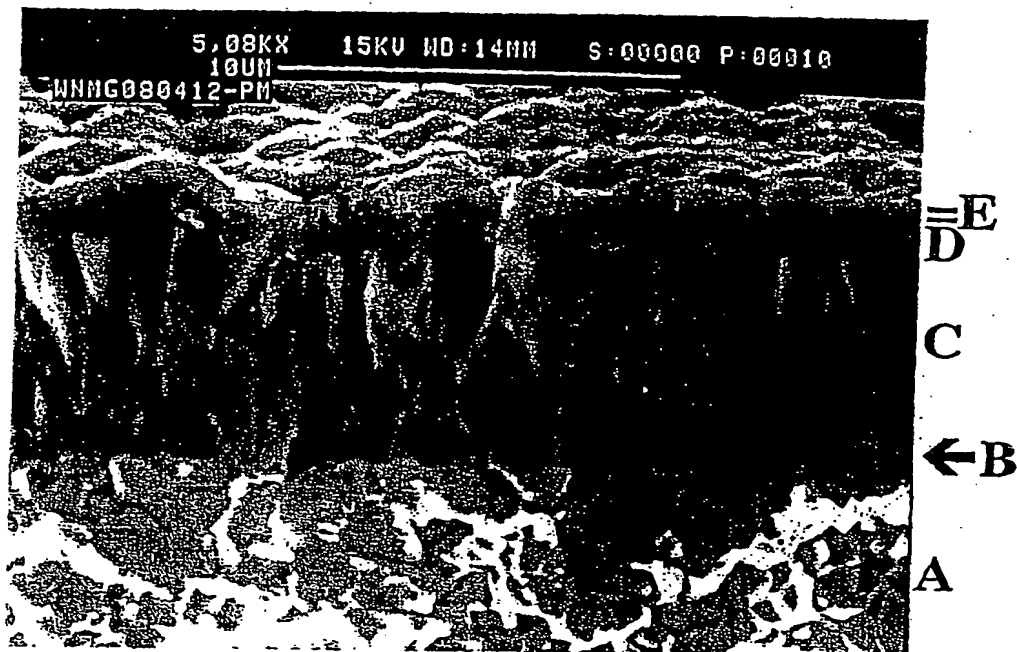


Fig. 1

BEST AVAILABLE COPY